

高強度・高延性超微細組織フェライト＋オーステナイト組織
0.2%C-2%Si-7%Mn 鋼の加工誘起変態挙動の In-situ 解析
In-situ Analysis on Strain Induced Martensitic Transformation Behavior of
0.2%C-2%Si-7%Mn Ultrafine Grained Ferrite + Austenite Steel with
Excellent Strength – Ductility Balance

鳥塚 史郎, 井上 達央, 飯塚, 伊東 篤志
Shiro Torizuka, Tatsuo Inoue, Iizuka and Atsushi Ito

兵庫県立大学大学院
The Graduate School of Engineering, University of Hyogo

0.1%C-2%Si-5%Mn 鋼は優れた強度・延性バランスを持つが、今回 C 添加量を 0.2%、Mn 添加量を 7%まで増加し、超微細フェライトーオーステナイト組織を形成した。この鋼に対し、引張試験その場透過 X 線回折を行い、加工硬化能の C 添加量依存性、Mn 添加量依存性の検討を行った。

キーワード： フェライト、残留オーステナイト、超微細組織、引張試験、
その場透過 X 線回折、強度、延性、加工誘起変態

背景と研究目的：

構造用金属材料の国際競争力は、その国の産業全体の競争力を左右するといっても過言ではない。強い素材産業があるからこそ、強い自動車産業があり、航空機産業、機械産業がある。特に自動車用ハイテン(高強度鋼板)は、自動車産業の競争力の根幹をなす技術である。しかし、高強度であり、伸びも大きく、靱性も高いという優れたトータルバランスを持った金属材料、いわゆる革新的な金属材料は存在しない。それは、これらの性質がトレードオフの関係にあるからである。すなわち、引張強さを上げれば、伸びや靱性は低下してしまう。このトレードオフの関係を打破し、革新的構造材料を実現することを目標として、我々は研究(国家プロジェクト 産学共創基礎基盤研究プログラム ヘテロ構造制御)を推進してきた。また、現在では SIP (戦略的イノベーション創造プログラム) プロジェクトを推進中である。その成果として、0.1%C-2%Si-5%Mn 組成をベースとした 2 つのヘテロ組織を得た。一つはマルテンサイト組織で、引張強さ 1400 MPa 級で高延性と高靱性も同時に達成できる可能性を持つ。もう一つはフェライト＋オーステナイト二相組織で、母相と分散相の微細化によって、引張強さは 1200 MPa レベルだが、30%を超える大きな一様伸びと局部伸びを併せ持つ。引張強さ x 全伸びバランスは、30000 MPa%を超え、既存鋼に比べ極めて優れている[1]。その優れた力学的特性発現メカニズムを解明すれば、革新的構造材料開発の切り口を見いだすことができ、次世代自動車用ハイテンの開発につながる。

今回、さらなる強度・延性の向上を目指して、C 添加量を 0.20 %に上げ、Mn 添加量を 7 %に上げた材料を作製した。温間圧延によってあらかじめ、微細フェライト＋セメンタイト組織を形成し、それを熱処理によって、(a)フェライト＋オーステナイトの 2 相組織と (b)マルテンサイト組織の 2 つの組織を生成した。フェライト＋オーステナイトの 2 相組織に関しては、C 添加量を 0.15%、0.20%、0.30%、Mn が 7 %と増えることによって、 γ 相の体積率が増加し、その安定性も増加することが期待できる。そのため、強度と延性の更なる同時向上が期待できる。マルテンサイト組織に関しては、転位密度の上限やその増加挙動も、5%Mn の場合と異なるはずである。いずれも変形中の変態挙動および転位密度変化を定量的に測定することが目的である。

実験：

試料は鋼であり、その組成は、Fe-0.10%C-2%Si-7%Mn, Fe-0.15%C-2%Si-7%Mn, Fe-0.2%C-2%Si-7%Mn, Fe-0.3%C-2.0%Si-7%Mn、および、Fe-0.15%C-2%Si-5%Mn、Fe-0.2%C -2%Si-5%Mn である。また、球状黒鉛鋳鉄 3.6%C-2.2%Si-1%Mn 鋼も用いた。真空溶解、鍛造、温間溝ロール圧延を物質・材料研究

機構にて行った。初期組織を微細フェライト+セメンタイト組織とし、その材料を大学において熱処理を行いフェライト+オーステナイト組織とした。また、球状黒鉛鋳鉄に関しては、前処理（パテンティング）で組織を微細パーライトとした後に（ $\alpha + \gamma$ ）域からのオーステンパ処理を行い、組織を変えた。実験配置を Fig.1 に示す。引張試験片試料は平行部長さ 12 mm、幅 2.5 mm、厚さ 0.4 mm の引張試験片で、BL19B2 のゴニオメータ上に設置した引張り試験機に取り付けた。2次元検出器 PILATUS を用いた。検出器の位置は、鉄の場合、 2θ が $5-35^\circ$ の範囲で計測できるように、適切な位置に設置した。

X線のエネルギーは 30 keV とした。材料は鉄鋼材料であるが板厚 0.5 mm であれば十分な回折強度が得られた。引張速度はひずみ速度 0.26 mm/min となるように行った。引張荷重の測定には、最大荷重 20 N のロードセルを用いた。

引張試験を行いながら X 線回折を同時に行う、in-situ 引張試験 X 線回折を行った。応力-ひずみ曲線を取得しながら、応力-ひずみ曲線に対応する X 線回折データを得た。データの測定間隔は、1 s 程度とした。得られたデータをもとに、 γ 体積率は式(1)を用いて、hkl 理論回折強度 R と得られた散乱角における α 相 (110)、(200)、(211) と γ 相 (111)、(200)、(220) のピーク面積強度比より求めた。

$$V_\gamma = \frac{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j}}{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j} + \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\alpha^j}{R_\alpha^j}} \quad (1)$$

結果および考察：

Fig.2 に 0.2% C-2% Si-7% Mn 鋼の公称応力-公称ひずみ曲線（実線）と引張試験中の γ 体積率（破線）を示す。625°C 焼鈍材では、 γ 体積率が 30% と他の焼鈍温度に比べ低く、緩やかに γ がマルテンサイト変態し、変形後期においても 10% 以上の γ が残留しており、 γ 安定性が高すぎたと考えられる。675°C 焼鈍材では、 γ 体積率 52%、引張強さ 1600 MPa、全伸び 36% となり、極めて優れた力学特性を示した。700°C 焼鈍材では、さらに高い γ 体積率 60% が得られたが、急激にマルテンサイト変態し、高強度であるが低延性となった。675°C 焼鈍材に比べ γ の安定性が低いと考えられる。引張強さと一様延性は、 γ 体積率とその安定性に大きく影響される。

球状黒鉛鋳鉄に関して、Fig.3 に示すように、塑性変形が開始してから急激に加工誘起変態が起こると高強度・低延性となり、加工誘起変態がほとんど起こらない場合は低強度・高延性となる。一方、加工誘起変態が徐々に起きる場合においては高強度・高延性が得られ、残留オーステナイトの加工誘起変態の挙動が機械的性質に影響を与えることを明らかにした。

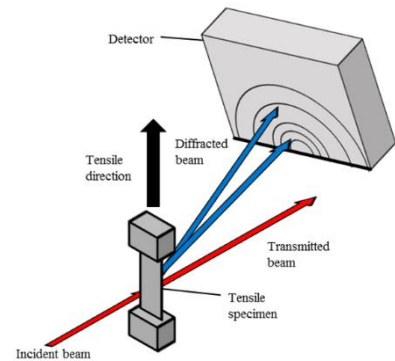


Fig.1 Schematic illustration of the in-situ transmission type X-ray diffraction during tensile test system.

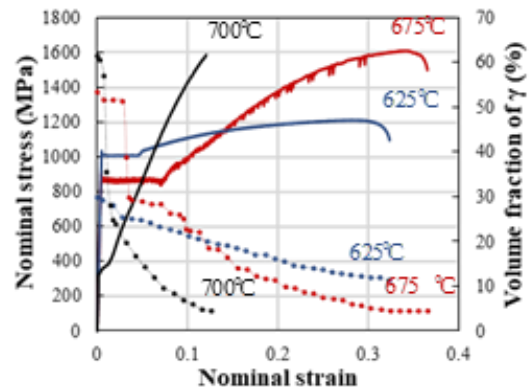


Fig. 2 Nominal stress - nominal strain curves (solid line) and changes in austenite volume fraction with tensile strain (dotted line) as a function of annealing temperature in 0.2% C-2% Si-7% Mn steel obtained by in-situ XRD in SPring-8.

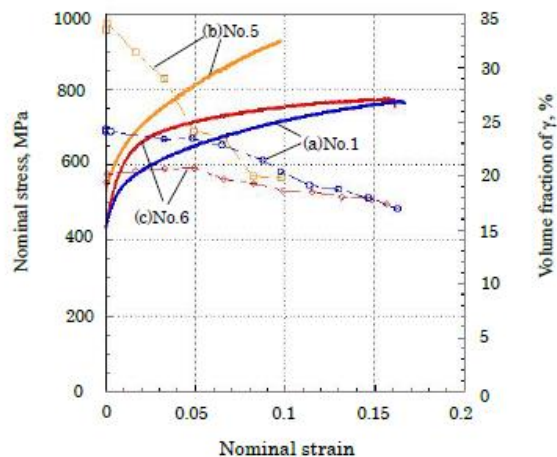


Fig. 3 Nominal stress - nominal strain curves (solid line) and changes in austenite volume fraction with tensile strain (dotted line) in spheroidized cast irons obtained by in-situ XRD in SPring-8.